

# Recristalización de bandas de aluminio procedentes de colada continua, laminadas en frío<sup>(\*)</sup>

Javier Pérez-Illarbe Uriz\*, Jaime Faustmann Salas(†)\*\* y Alberto Suárez Sanabria\*\*\*

## Resumen

Este artículo revisa la bibliografía existente sobre los problemas que la banda de colada continua, laminada en frío, presenta en su recristalización. Se examinan los impedimentos que presenta la precipitación de elementos de aleación o impurezas, previa o simultánea a la recristalización, para la nucleación de la recristalización y por tanto para ésta. Se explica el uso de las curvas TTT (Temperatura, Tiempo, Transformación) para la determinación de temperatura y velocidad de calentamiento críticas para llegar a la recristalización sin pasar por la zona de precipitación. Se explica también la obtención de curvas CTT (Concentración, Tiempo, Transformación) y "diagramas de tamaño de grano" para aleaciones Al-Mn en función de la velocidad de calentamiento y contenido de manganeso en solución sólida.

## Palabras clave

Banda de aluminio de colada continua. Precipitación. Nucleación. Recristalización. Pretratamiento.

## Recrystallization behaviour of cold rolled aluminium from cast strips

## Abstract

This paper revises the literature on the problems in recrystallization of cold rolled cast strips. The phenomenon of the precipitation previous or simultaneous to recrystallization, that may affect the nucleation of the recrystallization, is explained. The use of TTT (Time, Temperature, Transformation) curves to obtain the critical time and temperature without cutting the nose of the precipitation zone are examined. For Al-Mn alloys it is also explained the obtainment of CTT (Concentration, Time, Temperature) curves and "grain size diagrams" on the basis of heating rate and Mn in solid solution obtainment.

## Keywords

Aluminium continuous sheet casting. Strip casting. Twin roll cast. Precipitation. Nucleation. Recrystallization. Pretreatment.

## 1. ANTECEDENTES

El proceso que ha sido más utilizado para fabricar bandas de aluminio para laminar en frío, es aquél en el que las bandas proceden de la laminación en caliente de placas obtenidas por colada semicontinua. Este es el procedimiento que conocemos como convencional (abreviadamente BLC).

Otro proceso para obtener banda para laminación es la colada continua. Este método se ha extendido de forma espectacular en los últimos 30 años y a él vamos a dedicar este artículo de revisión.

La banda fabricada por el proceso de colada continua, que llamaremos abreviadamente BCC,

se produce por paso directo del aluminio líquido a banda sólida por la solidificación entre dos cilindros suficientemente enfriados.

En la colada continua la velocidad de enfriamiento es alta (200 a 700 K/s)<sup>[1]</sup> y, por tanto, la velocidad de solidificación también lo es, lo que da lugar a que la matriz de aluminio quede sobresaturada de los elementos de aleación e impurezas. Esto tiene consecuencias metalúrgicas importantes.

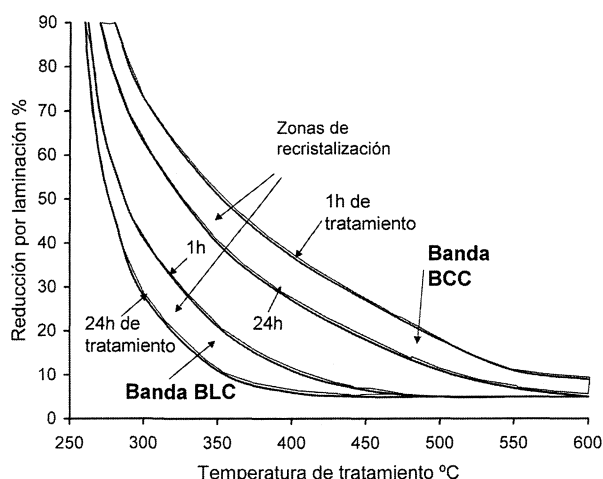
La banda BCC no presenta las mismas propiedades que la banda BLC. Las diferencias más destacables son: el material de colada continua tiene más resistencia mecánica pero es menos maleable y más anisótropo; presenta un marcado incremento en la temperatura de recristalización (Fig. 1)<sup>[2]</sup> y el

(\*) Trabajo recibido el día 3 de febrero de 2000 y aceptado en su forma final el día 26 de septiembre de 2000.

(\*) Ex Director del Dpto. de Tecnología de Industria Navarra del Aluminio S.A. (INASA)

(\*\*) Profesor Titular (Jubilado) de Metalurgia de la Universidad Pública de Navarra (UPNA)

(\*\*\*) Profesor Ayudante de Metalurgia de la UPNA



**Figura 1.** Recristalización del aluminio comercialmente puro (99,5 %) con diferentes grados de reducción por laminación a partir de BCC y BLC<sup>[2]</sup>.

*Figure 1. Recrystallization of commercial purity aluminium (99,5 %) cold rolled sheets from cast strip and hot rolled feedstock<sup>[2]</sup>.*

control del tamaño de grano es más difícil de conseguir<sup>[3-6]</sup> y en casos extremos no recristaliza.

Por ello, el material de colada continua se dedicaba, años atrás, casi exclusivamente a la fabricación de hoja fina de aluminio (papel de aluminio) o en aplicaciones donde las exigencias de conformabilidad no eran altas.

Todas las empresas que tienen colada continua han intentado ampliar la gama de productos para los que se puede emplear material de este proceso y eso ha dado lugar a muchos trabajos de investigación para conseguir que las bandas fabricadas a partir de BCC sean equivalentes o superiores en calidad a las que se laminan con BLC.

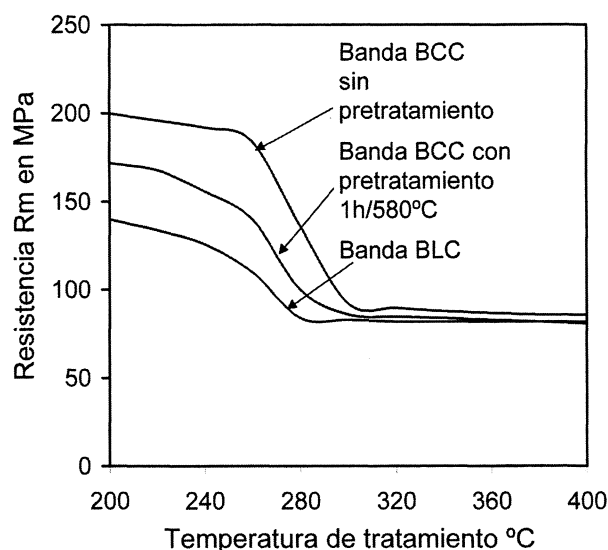
Uno de los procedimientos para hacer del material BCC lo más parecido al BLC es dar a la banda de colada continua un pretratamiento, bien en su espesor de salida o después de una o más pasadas de laminación (Fig. 2)<sup>[7]</sup>.

La descripción de estos pretratamientos y sus efectos ocupa una parte importante de este trabajo.

## 2. EL PROCESO DE COLADA

Hay diversos métodos o tipos de instalación para la obtención en continuo de banda. Muchos de ellos se describen en la publicación "Continuous Casting Seminar Papers" (1975) de Kansas City<sup>[8]</sup>.

El método que ha tenido más aceptación, por razones técnicas y económicas, es el de colada entre dos cilindros. De entre ellos, el denominado



**Figura 2.** Curvas de ablandamiento de bandas de aluminio de pureza comercial laminadas en frío a partir de BLC y BCC, éstas con y sin pretratamiento<sup>[7]</sup>.

*Figure 2. Softening curves for CPA cold rolled sheets from hot rolled feedstock and cast strips (these pretreated and untreated)<sup>[7]</sup>.*

SCAL, (equipo desarrollado por el centro de investigación de Pechiney en Voreppe, Francia), está muy extendido. Sistemas también muy utilizados son los de las marcas Hunter, Alusuisse (Caster I), Harvey y Lauener.

Todos ellos son adecuados para colar banda en continuo de una gama de aleaciones y composiciones con rango de solidificación corto, siendo normalmente empleados para colar el aluminio comercialmente puro (grupo 1000), las aleaciones Al-Mn (grupo 3000) y AlFe y AlFeMn (grupo 8000).

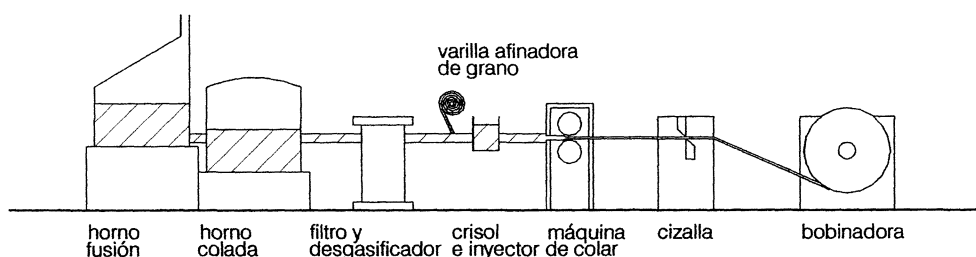
Una instalación de colada continua suele contener los equipos que se indican esquemáticamente en la figura 3.

La zona que tiene mayor influencia en la calidad y estructura metalúrgica de la banda obtenida es el área de crisol, inyector y rodillos<sup>[9]</sup>. En la figura 4 se muestra esquemáticamente el proceso de solidificación en la colada continua.

### 2.1. Parámetros de colada

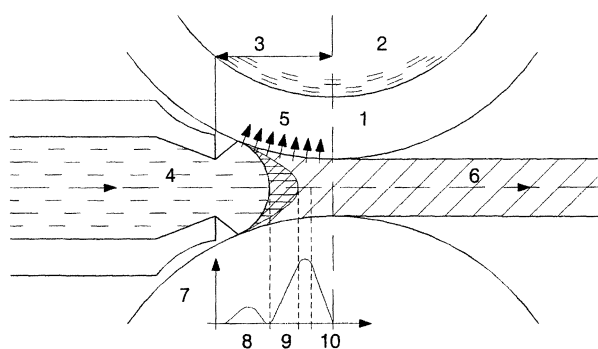
Los parámetros de colada más importantes son:

- Temperatura del metal
- Velocidad de colada
- Caudal de refrigeración
- Arco de contacto



**Figura 3.** Disposición típica de una instalación de colada continua de banda<sup>[3]</sup>.

Figure 3. Typical lay-out of a continuous casting line<sup>[3]</sup>.



**Figura 4.** Sección transversal de la zona de solidificación de una máquina de colada continua: 1) rodillos de colada; 2) agua de refrigeración; 3) arco de contacto; 4) metal líquido; 5) flujo de calor; 6) banda solidificada; 7) cambios en el coeficiente de transmisión de calor; 8) líquido; 9) pastoso; 10) solidificado<sup>[9]</sup>.

Figure 4. Cross-section of the solidification zone of a roll caster: 1) caster rolls; 2) cooling water; 3) arc of contact; 4) melt; 5) heat flow; 6) solid strip; 7) changes in heat transfer coefficient; 8) liquid; 9) mushy; 10) solidified<sup>[9]</sup>.

Una orientación para el valor de alguno de estos parámetros en una máquina de colar tipo SCAL JUMBO C, puede ser:

- La temperatura de colada para el aluminio comercialmente puro suele situarse entre 680 y 700 °C.
- La velocidad típica de producción de banda para aluminio puro o Al-Mn, a un espesor de 10 mm, es de aproximadamente 900 a 1.000 mm/min para cualquier anchura. Esta velocidad no puede ser fácilmente sobrepasada por razones termodinámicas y metalúrgicas.
- El caudal de agua de refrigeración para colar banda entre 1.500 a 1.800 mm de anchura puede estar entre 1.000 a 1.500 l/min para una temperatura de agua de 25 °C.
- La distancia (set back) entre final del inyector y el eje que pasa por la línea que une el centro de los dos rodillos da lugar a mayor o menor

arco de contacto entre aluminio y rodillos. Este es un parámetro de colada muy importante. Suele estar entre unos 20 y 30 mm y varía según la aleación a colar.

## 2.2 Velocidad de enfriamiento y estructura de colada

Las bandas BCC se producen por un proceso con gran eficiencia de refrigeración, lo que da lugar a una alta velocidad de solidificación. La tabla siguiente se refiere a este parámetro para diversos sistemas de colada.

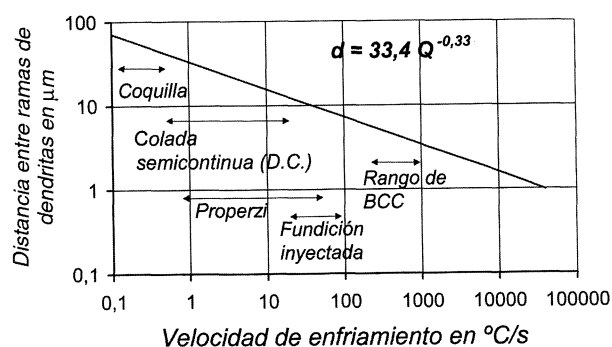
Sistema de colada	Velocidad de enfriamiento en K/s
Coquilla	0,1-0,3
Properzi	0,5-13
Colada semicontinua (D.C.)	0,5-20
Fundición inyectada	20-80
Colada de banda (BCC)	200-700

Miki *et al.*<sup>[10]</sup> han medido la relación entre el espaciado dendrítico y la velocidad de enfriamiento (Fig. 5) para varias aleaciones AlFe (contenido en Fe en el rango de 0,25 a 0,55 %). El espaciado interdendrítico en la banda BCC es muy bajo. Esto trae como consecuencia una más alta densidad de defectos de red y un grano más fino que con otros procesos.

La relación entre el espaciado entre dendritas “d” (μm) y la velocidad de enfriamiento “Q” (K/s), responde a la fórmula:

$$d = 33,4 Q^{-0,33}$$

Las micrografías, a bajos aumentos de la estructura de grano de las bandas de colada continua para un Al-99,5%, se exponen en las figuras 6a y 6b. La sección longitudinal (Fig. 6a) presenta una



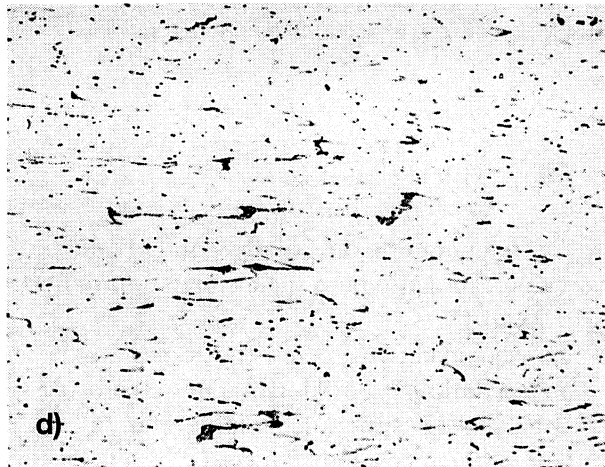
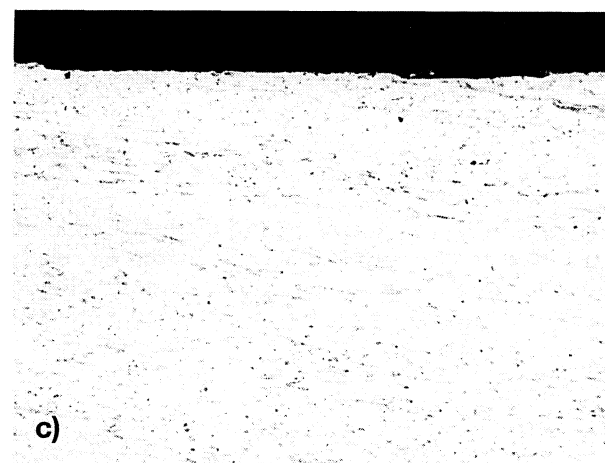
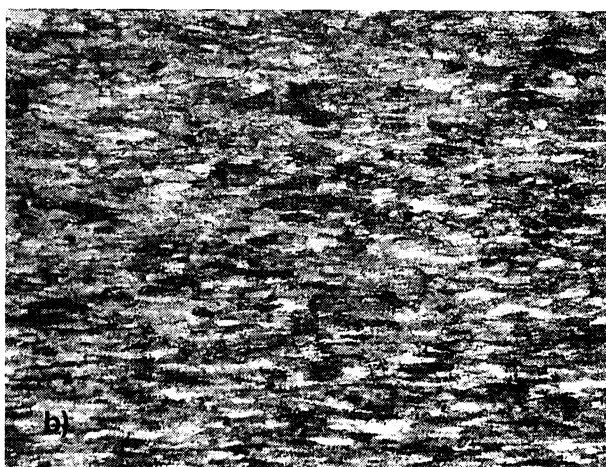
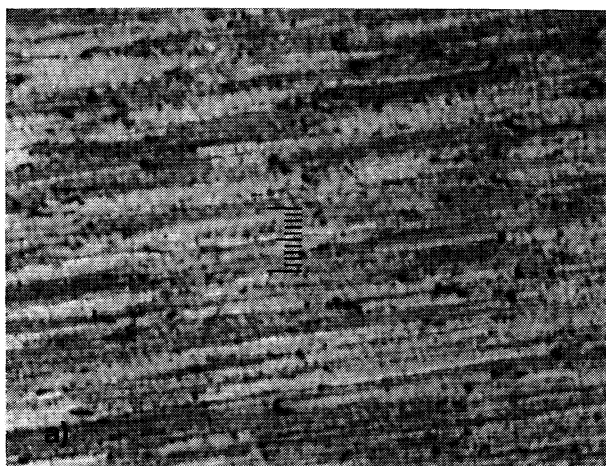
**Figura 5.** Relación entre la velocidad de enfriamiento y la distancia entre las ramas de dendritas para aluminio puro con 0,25 % a 0,55 % Fe<sup>[6]</sup>.

Figure 5. Secondary dendrite arm spacing as a function of cooling rate for pure aluminium (0,25 % to 0,55 %Fe)<sup>[6]</sup>.

región central de granos alargados en el sentido de colada debido a la laminación en estado pastoso de la banda recién solidificada. La figura 6b presenta la sección transversal de la misma zona con granos más equiaxiales.

Las micrografías de las figuras 6c y 6d son una imagen de las segregaciones o precipitaciones primarias resultantes de la colada. En ellas se puede observar el tamaño de partículas de la región superficial y central respectivamente. Como puede verse, el tamaño de partícula de la región central es más grueso que el de la región superficial debido a la diferencia en la velocidad de enfriamiento.

El tamaño de grano no sólo depende de la velocidad de enfriamiento: la presencia o no de afinadores de grano tiene una influencia muy determinante.



**Figura 6.** Micrografías de banda de colada de aluminio comercialmente puro 1050 (0,29 % Fe y 0,09 % Si):

- a) Grano de la zona central de la banda, sección longitudinal (X 50)
- b) Grano de la zona central de la banda sección transversal (X 50)
- c) Segregaciones en zona de corteza (X 200)
- d) Segregaciones en zona central (X200)

Figure 6. Microphotographies of cast strip of AA1050 (0,29 % Fe and 0,09 %Si)

- a) Center zone of strip (cast direction) X50
- b) Center zone of strip (transverse direction) X 50
- c) Segregations (surface zone) x 200
- d) Segregations (center zone) x 200

Yang *et al.*<sup>[11]</sup> han estudiado el efecto que tiene el aporte de un afinador de grano (Al-5Ti-B) sobre la estructura del tamaño de grano, así como la influencia del espesor de la banda. La transición de granos columnares a equiáxicos tiene lugar a a partir de una adición de afinador de 0,3 %, como mínimo; la estructura equiáxica es tanto más fina cuanto mayor es el espesor de la banda, llegando a ser 19 veces menor con respecto al grano sin afinar para el espesor de la banda de 6 mm.

### 2.3. Inhomogeneidades y defectos

La banda fabricada por colada continua presenta inhomogeneidades y defectos que son consecuencia de las condiciones y mecanismos del mismo proceso. Westengen *et al.* han hecho una revisión de estos problemas<sup>[12]</sup>.

De ellos destacamos:

#### 1) Aspecto superficial (“aguas”)

Un aspecto característico de la banda de colada es la superficie rayada (“con aguas”). Estas líneas están orientadas perpendicularmente a la dirección de colada y su presencia es especialmente pronunciada en la superficie inferior de la banda (Fig. 7). Aunque irrelevante desde el punto de vista estructural puede afectar a ciertos aspectos superficiales.

Estas “aguas” se atribuyen la variación periódica de la velocidad de enfriamiento en la superficie, debido al pegado y despegado sucesivo que experimenta la banda con respecto a los rodillos.



**Figura 7.** Típico aspecto de las “aguas” en la cara inferior de una banda. (Muestra atacada con solución de sosa cáustica para hacer más visible el defecto).

*Figure 7. Typical pattern of “level lines”. (Sample is caustic etched to emphasize the defect).*

#### 2) Línea central

La línea central de segregación es un fenómeno típico de la colada continua aunque no siempre aparece. Esta segregación es atribuida al flujo del metal líquido atrapado entre las dendritas, forzado hacia el centro por la presión de los rodillos. Jin *et al.*<sup>[13]</sup> han estudiado la influencia de la velocidad y composición química sobre la presencia o no de la línea central en la banda BCC.

En bandas de aleaciones Al-Fe y Al-Mg observaron que, para la misma aleación, la línea de segregación aumenta, a una velocidad dada, conforme aumenta la concentración de soluto y, para una misma aleación, conforme es mayor la velocidad de colada.

La línea central suele desaparecer con suficientes pasadas de laminación por lo que no ocasiona problemas en la calidad del producto final.

#### 3) Grietas en los bordes de la banda

Las grietas en los bordes de la banda aparecen en la colada de muchas aleaciones (Fig. 8) y pueden afectar a una zona de varios milímetros. El aluminio comercialmente puro presenta este fenómeno en pequeña escala, pero en aleaciones tales como 8011, 8006, 8014 o 3003 aparece con más intensidad y puede obligar a desperdiciar hasta 40 mm de ambos bordes de la anchura total de la banda.

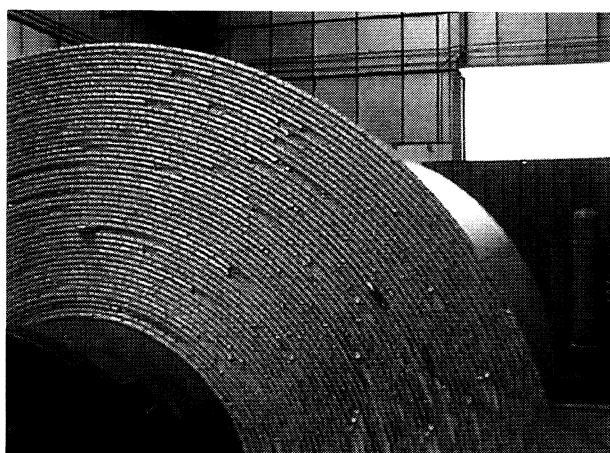
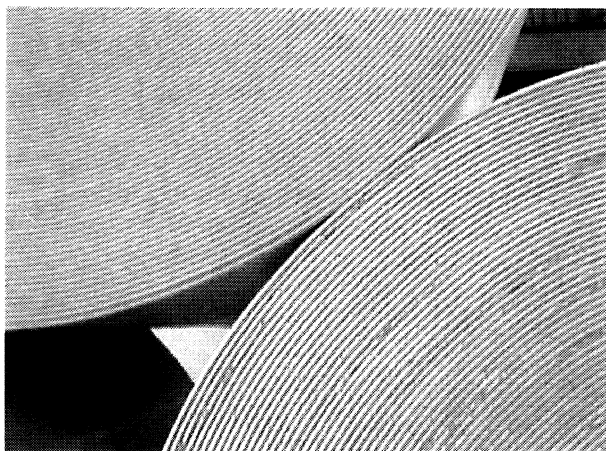
### 3. ENDURECIMIENTO POR DEFORMACIÓN EN FRÍO

Cuando un material metálico se deforma en frío, en nuestro caso por laminación, se producen en el metal variaciones en su estructura y características físicas. El grano se alarga y como consecuencia crece de forma importante la superficie de las juntas de grano. Pero el principal efecto de la deformación plástica es el aumento en la densidad de las dislocaciones, como puede verse en la siguiente tabla:

Densidad de dislocaciones en  $\text{cm}^{-2}$

– En estado de colada o recocido	$10^7$
– En estado restaurado	$10^{10}$
– Con fuerte laminación	$10^{12}$

Como se ha dicho, la banda de colada continua tiene más capacidad para el endurecimiento por



**Figura 8.** Bordos de la banda de colada.

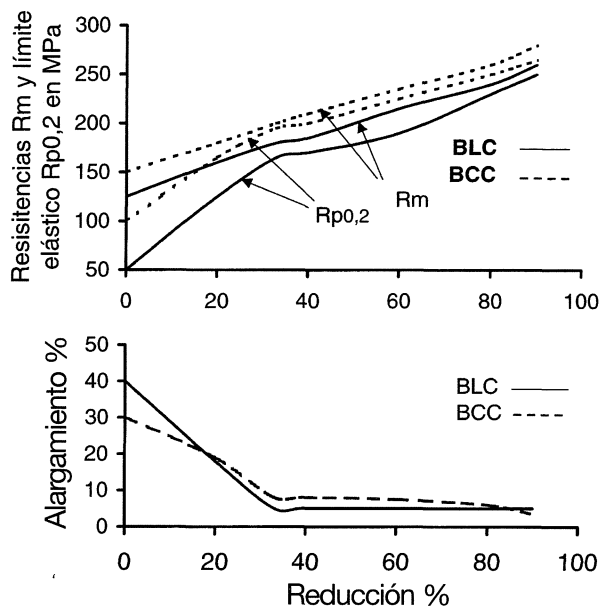
Figure 8. Edges of cast strips.

deformación. Debido a su estructura dendrítica fina y a la más alta sobresaturación hay una mayor posibilidad de generación de dislocaciones y endurecimiento por dispersión.

En la figura 9<sup>[4]</sup> se pueden ver las curvas de endurecimiento para bandas de laminación en aleación AlMn1 partiendo de BCC y BLC. La banda BCC presenta valores de  $R_m$  y  $R_{p0,2}$  más altos que la BLC pero el endurecimiento es más rápido en ésta hasta llegar a, aproximadamente, un 30 % de reducción. Después, las curvas de  $R_m$  y  $R_{p0,2}$  van casi paralelas para ambos tipos de banda. Con grados de deformación mayores se ve que, para la misma deformación, los valores de  $R_m$  son alrededor de 20-50 MPa más altos para BCC que para BLC.

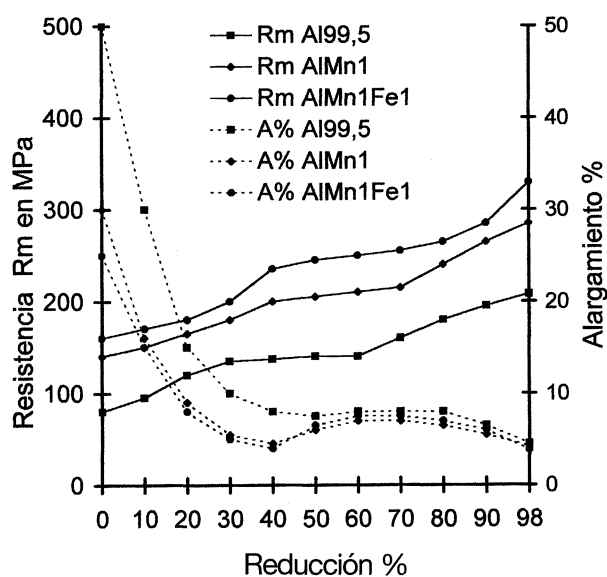
Kammer *et al.*<sup>[14]</sup> han medido el endurecimiento para diferentes aleaciones de aluminio (Al99,5 %, AlMn1, AlMn1Fe1), a partir de banda de colada continua. Determinaron las características mecánicas, la estructura micrográfica con microscopio óptico, con microscopio TEM y midieron la densidad de las dislocaciones.

El resultado de los ensayos mecánicos se representa en las curvas de la figura 10. Es de señalar



**Figura 9.** Curvas de endurecimiento para bandas laminadas en frío a partir de BCC y BLC en aleación AlMn1<sup>[4]</sup>.

Figure 9. Effect of cold working on mechanical properties of AlMn1 cold rolled sheets from cast strip and hot rolled feedstock<sup>[4]</sup>.



**Figura 10.** Curvas de endurecimiento para bandas laminadas en frío, partiendo de BCC con aluminio Al99,5 % y aleaciones AlMn1 y AlMn1Fe1<sup>[14]</sup>.

Figure 10. Effect of cold working on mechanical properties of cold rolled sheets of Al99,5 % aluminium and AlMn1 and AlMn1Fe1 alloys cast strips<sup>[14]</sup>.

la anomalía que presenta el alargamiento de las aleaciones AlMn1 (1,36 % Mn) y AlMn1Fe1 (1,13 % Fe 1,28 % Mn) entre el 40 y 98 % de laminación. Ambas disminuyen desde el origen hasta el 4 % para el 40 % de laminación y aumentan hasta el 7 % para el 65 %. Sin embargo la resistencia a la tracción sigue un ascenso monótonico.

Wieser *et al.*<sup>[15]</sup> encuentran el mismo fenómeno en una aleación AlFe2 (1,93 % Fe) para BCC sin pretratamiento, pero no con la banda con pretratamiento ni con BLC. Como puede verse en la figura 11, el crecimiento anómalo del alargamiento es del mismo orden de magnitud y, aproximadamente, para el mismo rango de deformación que el medido por Kammer *et al.*<sup>[13]</sup> Wieser *et al.*, aunque afirman que la causa de este efecto no es clara, proponen como posible explicación el diferente

comportamiento ante la laminación de las muy diferentes estructuras de los estados de partida de las bandas con y sin pretratamiento. En efecto, la banda sin pretratamiento presenta una estructura de celdas dendríticas bordeadas por una cerrada red del eutéctico laminar Al-Al<sub>3</sub>Fe que todavía persiste tras un 50 % de reducción de espesor, con un fuerte aumento de la densidad de dislocaciones en el interior de las celdas. Con reducciones más fuertes va desapareciendo la red eutéctica. Por el contrario, la banda pretratada (16 h a 600 °C) no presenta ningún rasgo de microestructura dendrítica ni eutéctica. En su lugar aparece AlFe<sub>3</sub> en forma de abundantes placas o finas agujas aisladas. Parece lógico pensar que esta microestructura se comporte monótonamente en la deformación, mientras que la primera, en cierto modo “bifásica”, presente la anomalía. Por encima del 80 % de laminación, las estructuras deformadas de ambas bandas se asemejan bastante y empiezan a coincidir los alargamientos.

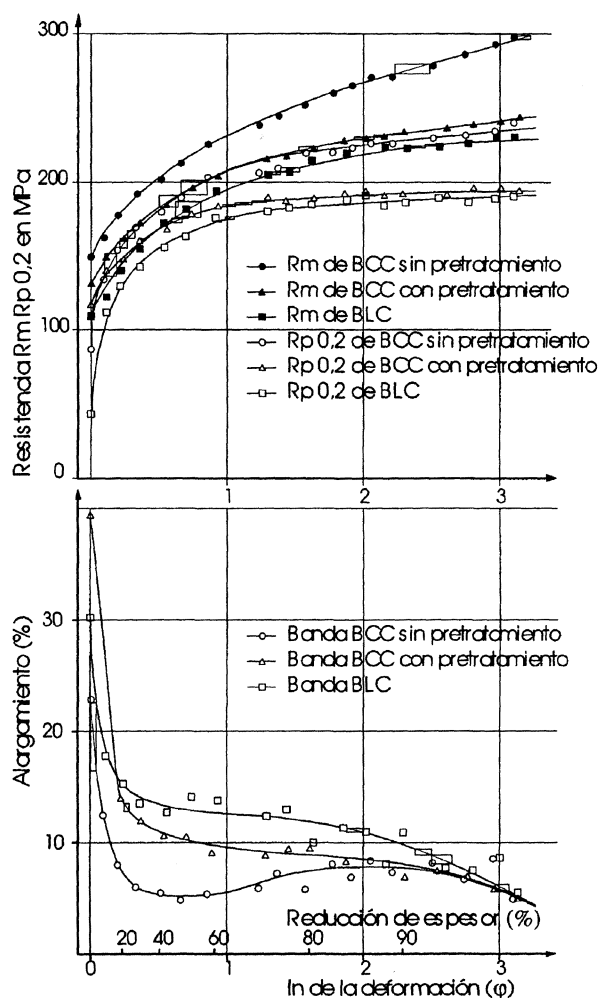
Por otro lado, Uhlig *et al.*<sup>[16]</sup>, con banda BCC de una aleación AlFeMnMg, no encuentran diferencia en el comportamiento de los alargamientos de la banda sin tratar y la sometida a un pretratamiento de 24 h a 580 °C, pero en este caso no se forma la red eutéctica en la banda sin tratar, pues el contenido en Fe es bastante bajo, 0,54 %. Este resultado es, por lo tanto, coherente con la explicación de Wieser *et al.*

#### 4. RECRISTALIZACIÓN Y FENÓMENOS CONEXOS

En la práctica industrial de la laminación, muchas veces las bandas u hojas finas de aluminio tienen que ser sometidas a un tratamiento de recrystalización, como paso intermedio o una vez terminada su laminación.

Como es sabido, la recrystalización procede por estadios sucesivos:

- Eliminación parcial y reordenación de las dislocaciones. Formación y crecimiento de subgranos (restauración)<sup>[17]</sup>.
- Nucleación y formación de nuevos granos casi libres de dislocaciones, Recrystalización propiamente dicha aunque se aplique este nombre normalmente al conjunto de los tres estadios<sup>[18]</sup>.
- Los granos más pequeños desaparecen en beneficio de otros (crecimiento de grano). Este crecimiento puede dar lugar a un tamaño de grano regular. Se trata del crecimiento normal



**Figura 11.** Efecto del laminado en frío sobre las propiedades mecánicas de bandas BCC con y sin pretratamiento y de la banda BLC. Aleación AlFe2<sup>[15]</sup>.

Figure 11. Effect of cold working on the mechanical properties of cold rolled sheets from cast strips (pretreated and untreated) and hot rolled feedstock. AlFe2 alloy<sup>[15]</sup>.



de grano. O puede darse un crecimiento exagerado de unos granos frente a otros. Estamos ante el crecimiento anormal de grano<sup>[19]</sup>.

#### 4.1. La recristalización en las bandas de colada continua

La recristalización de los materiales fabricados a partir de banda BCC tiene mucho en común con la recristalización de productos con banda BLC pero difiere por los impedimentos que ofrece a estos procesos la sobresaturación y simultaneidad de precipitación y recristalización que pueden darse.

El grado de deformación en frío, las impurezas, los elementos de aleación y las partículas son los factores que más influyen en la recristalización.

##### 4.1.1. El grado de deformación en frío

Las bandas BCC cumplen, lo mismo que las BLC, las reglas de la recristalización que dicen que la temperatura de recristalización decrece conforme aumenta la cantidad de deformación en frío.

Igualmente, el tamaño de grano obtenido en la recristalización es más pequeño cuanto mayor es la deformación en frío.

Finalmente, para una determinada deformación en frío, el tamaño de grano en la recristalización será mayor cuanto mayor fuera el tamaño de grano del material de partida.

Cuando la deformación en frío es elevada se puede producir la recristalización continua o restauración extendida<sup>[20]</sup>.

Davies *et al.*<sup>[21]</sup> estudiaron las condiciones para la aparición de cristalización continua o discontinua en bandas laminadas a partir de BLC.

Este tipo de recristalización ocurre con más frecuencia con banda BCC pues esta banda se emplea más que la BLC para fabricar, sin recocido intermedio, productos laminados de espesores finos con recocido final. Oscarson *et al.*<sup>[22]</sup> lo observaron con aluminio 1050 y aleaciones 8011 y 8079 y reducciones superiores al 90 % con bandas BCC.

##### 4.1.2. Influencia de las impurezas y de los elementos de aleación

Los elementos presentes en el aluminio, bien sea como impurezas o como elementos de aleación, influyen en los procesos de recristalización afectando a la temperatura de recristalización y al tamaño de grano.

El tipo de átomo y la circunstancia de estar disuelto o precipitado tiene mucha importancia. Así,

el hierro cuando está disuelto acelera la recristalización y la retarda cuando está precipitado.

En general elevan la temperatura de recristalización como precipitados el hierro, manganeso, cromo, titanio, vanadio, zirconio y elementos de la familia de las tierras raras.

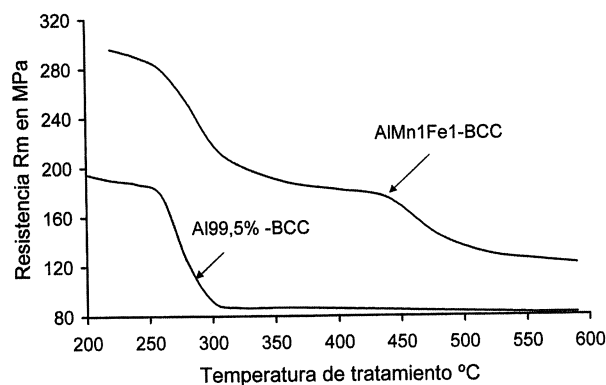
En las aleaciones comerciales de aluminio con manganeso este se presenta, sobre todo, como precipitado por ser el manganeso poco soluble en el aluminio. Esto dificulta la recristalización. Pimenta *et al.*<sup>[23]</sup> han descrito los problemas en la recristalización de las aleaciones de aluminio-manganeso (3003, 3103 u otras), en banda BLC.

En la figura 12<sup>[24]</sup> se representan las curvas de ablandamiento para banda BCC de Al99,5 y AlMn1Fe1. Es una imagen clara de la influencia de los elementos de aleación en una banda BCC. Mientras el aluminio puro puede decirse que recristaliza a unos 280 °C, en la aleación AlMn1Fe1 el ablandamiento total no se obtiene hasta por encima de los 500 °C.

##### 4.1.3. Efecto de las partículas

Las precipitaciones por encima de un cierto tamaño crítico pueden acelerar la creación de núcleos de recristalización pues actúan como puntos de nucleación. Las precipitaciones finas pueden, por el contrario, retardar la recristalización. En una distribución bimodal de partículas gruesas y finas éstas pueden retardar o impedir que aquellas actúen como puntos de nucleación.

Las bandas obtenidas por colada continua contienen tanto partículas grandes ( $d \geq 1 \mu\text{m}$ ) como partículas pequeñas muy apiñadas, que actúan



**Figura 12.** Curva de ablandamiento para bandas laminadas en frío a partir de BCC en Al99,5% y aleación AlMn1Fe1<sup>[7]</sup>.

Figure 12. Softening curves for cold rolled sheets from Al99,5% and AlMn1Fe1 cast strips<sup>[7]</sup>.



como impedimentos a la recrystalización, esto es, tienen una distribución bimodal.

La figura 13 presenta un esquema de un sistema duplex, de partículas grandes y finas<sup>[25]</sup>. Las partículas grandes (indeformables) crean alrededor una zona de red perturbada. Las partículas finas ocupan el resto del espacio.

Hay una extensa bibliografía acerca del efecto de las partículas sobre la cristalización. Citaremos aquí lo más importante o representativo.

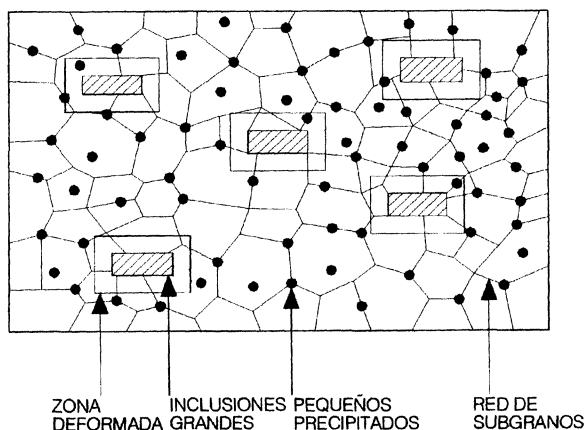
Mould *et al.*<sup>[26]</sup> investigaron el tamaño crítico y número de partículas FeAl<sub>3</sub> para aleaciones AlFe. Para el rango estudiado (partículas de 0,6 a 2,2  $\mu\text{m}$ ) encontraron que al aumentar el número de partículas se aceleraba la recrystalización.

Doherty *et al.*<sup>[27 y 28]</sup> demostraron que la cinética de la recrystalización y el tamaño de grano final dependen fuertemente del tamaño de partícula y del espaciado entre ellas. Partículas de menos de 0,1  $\mu\text{m}$  y un espaciado de 1,5  $\mu\text{m}$  pueden inhibir completamente la recrystalización.

En un artículo, Furrer *et al.*<sup>[29]</sup> revisan los trabajos conocidos sobre los efectos de la segregación y precipitación sobre el tamaño de grano en las aleaciones de aluminio en general y ofrecen una aportación propia para las aleaciones Al-Mn.

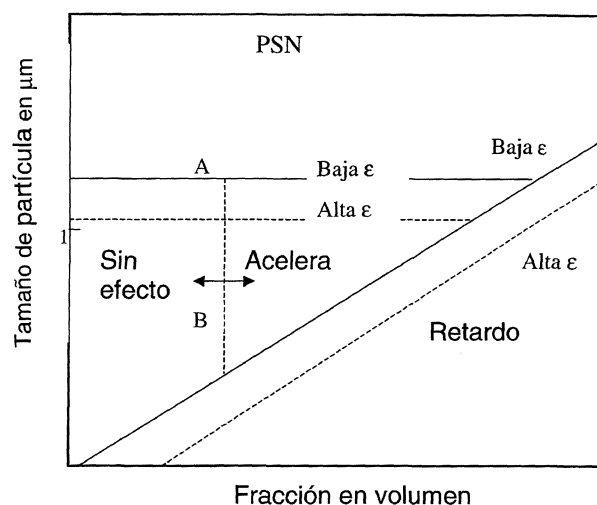
La aceleración o retardo, en función del tamaño de partícula y de la fracción en volumen de segunda fase se exponen, de forma simplificada, en el gráfico de la figura 14<sup>[30]</sup>, en la que se relaciona la fracción de volumen con el diámetro de partícula y la reducción ( $\epsilon$ ).

La parte superior izquierda de la gráfica es la zona de la nucleación estimulada por partículas (PSN).



**Figura 13.** Representación esquemática de un sistema "duplex" de partículas deformado en frío<sup>[25]</sup>.

Figure 13. Schematic representation of a cold worked duplex-particle alloy<sup>[25]</sup>.



**Figura 14.** Diagrama esquemático del efecto del tamaño de partícula, la fracción en volumen y la deformación previa (sobre la cinética y mecanismo de recrystalización)<sup>[30]</sup>.

Figure 14. Schematic diagram of the effect of particle size, volumen fraction and prior strain (on recrystallization kinetics and mechanism)<sup>[30]</sup>.

La parte inferior derecha con retardo de la recrystalización debe atribuirse al efecto Zener<sup>[31]</sup> que se da con gran fracción en volumen y pequeño diámetro de partículas.

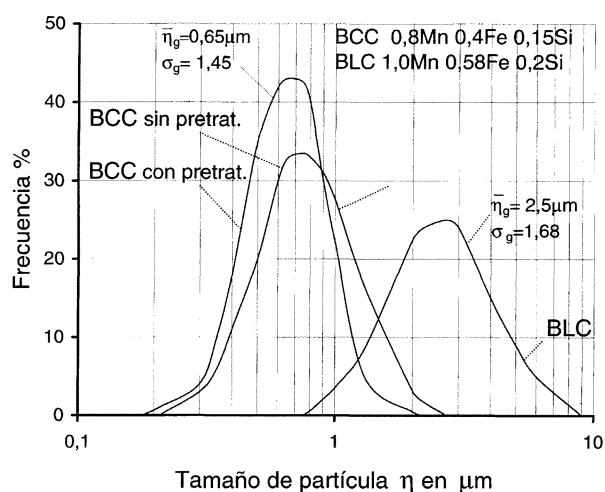
La posición de la línea de separación es variable. Con aluminio se moverá hacia la derecha y con cobre a la izquierda. La PSN es un mecanismo importante de nucleación para las aleaciones de aluminio. La cuantía de la deformación, previa la recrystalización, moverá hacia abajo la zona de PSN y hacia la derecha la zona de retardo.

Humphreys<sup>[18]</sup> afirma que el tamaño de partículas para que la PSN sea eficaz es que éstas sean superiores a 1  $\mu\text{m}$ .

Una revisión más reciente del efecto de las partículas en la recrystalización viene dada en el artículo de Furu *et al.*<sup>[32]</sup> con extensa explicación de la PSN y ejemplos de aplicados a algunas aleaciones de aluminio y aceros HSLA.

Nes *et al.*<sup>[6 y 33]</sup> han estudiado en varios trabajos la recrystalización de las bandas laminadas a partir de BCC y el tema del tamaño y distribución de las partículas.

De uno de estos trabajos<sup>[6]</sup> es la figura 15 que da la función de distribución de partículas grandes en una aleación AlMn de pureza comercial en banda BLC y en bandas BCC, laminada en un caso sin pretratamiento y en otro con él. Según los tamaños de partículas que aquí se recogen, la nucleación por PSN será mas determinante en bandas BLC que en bandas BCC homogeneizadas y mucho menos en BCC sin homogeneizar.

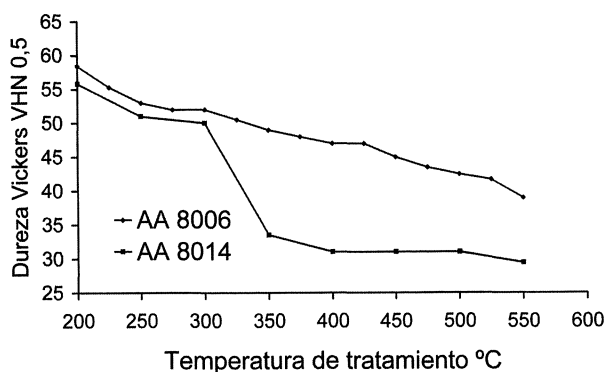


**Figura 15.** Distribución de tamaños de partículas primarias grandes en bandas BCC con y sin pretratamiento y banda BLC (aleaciones AlMn)<sup>[6]</sup>.

Figure 15. Size distribution of large (primary) particles in pretreated and untreated cast strips and (D.C.) hot rolled feedstock (AlMn alloys)<sup>[6]</sup>.

Forbord *et al.*<sup>[34]</sup> han investigado, también con bandas BCC, la influencia de las partículas de segunda fase en el crecimiento de los subgranos y, en consecuencia, en la recristalización para las aleaciones 8014 y 8006 (Figura 16). Mientras, en la aleación 8014, con calentamiento a unos 400 °C, se obtiene la recristalización, en la 8006, con mucha mayor densidad de partículas, hay sólo una recristalización continua o restauración extendida al impedir las partículas la recristalización.

También Hansen *et al.*<sup>[35]</sup> han trabajado en el estudio de la influencia de las partículas en la recristalización de una aleación AlMn con banda BCC. Ofrecen una explicación de la transformación metalúrgica de las partículas y la coalescencia



**Figura 16.** Curvas de ablandamiento para bandas laminadas en frío a partir de BCC con las aleaciones AA8006 y AA8014<sup>[34]</sup>.

Figure 16. Softening curves for cold rolled sheets from AA 8006 and AA8014 aluminium alloys cast strips<sup>[34]</sup>.

de las pequeñas con las vecinas para convertirse en núcleos de recristalización.

## 4.2. Recocido parcial de bandas laminadas a partir de BCC

El método normal de obtener una banda con un grado de dureza intermedio es la laminación en frío desde el espesor de partida, hasta un espesor calculado según el grado de dureza final que queramos alcanzar. En ese espesor se da al material un recocido de recristalización y luego se vuelve a laminar hasta el espesor final<sup>[36]</sup>.

El otro método recurre al recocido parcial. Con ello el proceso se simplifica. Con banda BCC se lamina desde el espesor de colada hasta el espesor final y luego se somete a la banda a un tratamiento de recocido con tiempo menor que el necesario de recocido total.

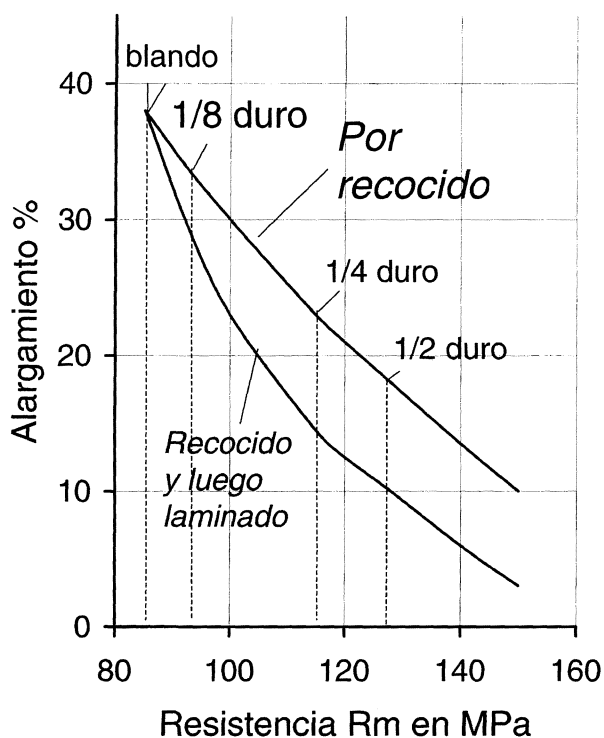
El recocido parcial de bandas de aluminio comercialmente puro, laminadas a partir de BCC, es más crítico que el de la banda convencional pues la curva de ablandamiento presenta, en la zona de trabajo de estos tratamientos, una pendiente más pronunciada (Fig. 2). En las aleaciones, la pendiente de esta zona es más suave y por ello el tratamiento es más controlable (Fig. 12).

Por recocido parcial se pueden obtener la misma resistencia máxima a la tracción  $R_m$  que con laminación con reducción controlada después del recocido; pero por recocido parcial se obtiene un límite elástico al 0,2 % más bajo y un alargamiento a la rotura más alto (Fig. 17), esto es, un material más maleable. Por ello los productos con recocido parcial suelen ser más adecuados para la embutición, a pesar de que es peor su isotropía.

Las bandas fabricadas a partir BCC presentan ventajas sobre las que provienen de BLC aunque el tratamiento pueda ser más crítico. Las bandas laminadas con BCC, al tener características mecánicas más altas que las que proceden de BLC permiten obtener bandas con valores de  $R_m$  y  $R_p$  0,2 % más elevados para igual alargamiento a la rotura o iguales valores de resistencia a la tracción con mayor alargamiento.

La obtención de bandas con buena combinación de características a la rotura y alargamiento se produce por laminación de bandas sin pretratamiento. Así se confirma en el trabajo de Saha *et al.*<sup>[37]</sup> con una aleación Al-Mn-Mg.

La adición de zirconio retrasa la recristalización en las aleaciones de manganeso y la pendiente de restauración es más suave. Nes *et al.*<sup>[38]</sup> han



**Figura 17.** Relación entre resistencia a la tracción y alargamiento para banda de aluminio de 99,0% con recocido parcial y con laminación después de recocido de recrystalización<sup>[36]</sup>.

Figure 17. Relationship between elongation and tensile strength for Al99,0% sheet, either partially annealed or cold rolled after a full anneal<sup>[36]</sup>.

obtenido, con material BBC en una aleación Al-Mn con zirconio, productos de gran alargamiento junto con una propiedades mecánicas relativamente altas y lógicamente buena resistencia a la temperatura (Fig. 18).

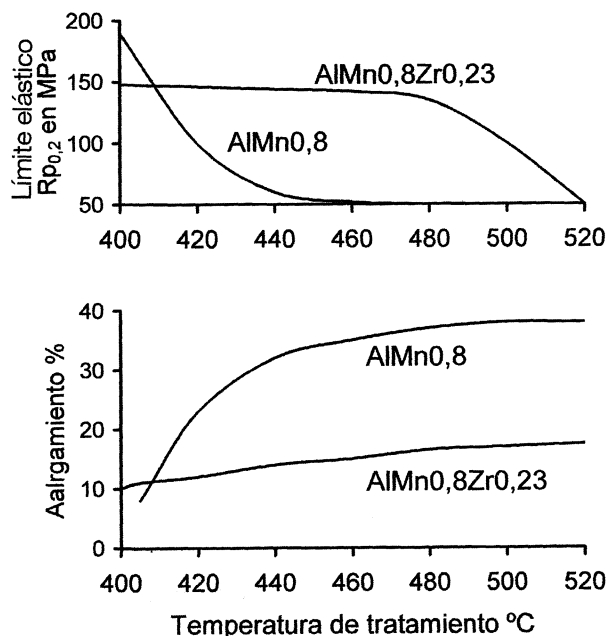
### 5. Superposición de los procesos de precipitación y recrystalización. Las curvas TTT

Hornbogen y Koster<sup>[39]</sup> propusieron el empleo de las curvas TTT para interpretar la superposición de la precipitación y la recrystalización.

En los diagramas TTT se representa la temperatura en ordenadas y el logaritmo del tiempo en abscisas. La figura 19 nos ofrece la forma típica de estas curvas en la que pueden verse tres zonas:

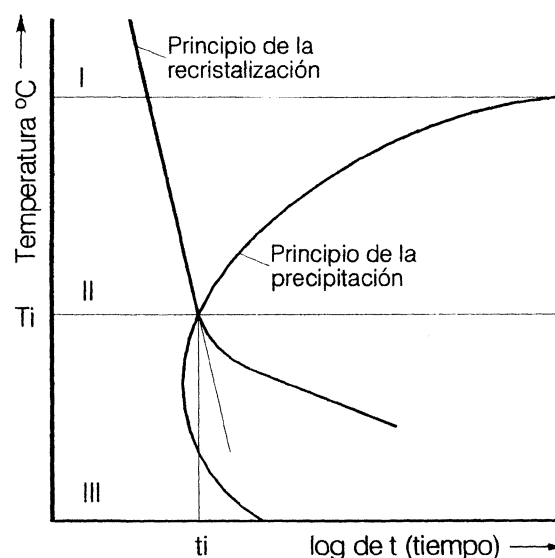
- Zona I. Recrystalización en solución sólida sin precipitación previa ni simultánea. No es posible la precipitación.
- Zona II. Recrystalización en solución sólida sobresaturada seguida de precipitación por encima del punto  $T_i$ . Recrystalización similar a la de la zona I.

- Zona III. Precipitación previa a la recrystalización por debajo del punto  $T_i$ . La recrystalización es posible pero se dificulta y retrasa.



**Figura 18.** Variación de  $R_{p0,2}$  y alargamiento % con la temperatura de tratamiento, para AlMn0,8Zr0,23 y AlMn0,8; tiempo de calentamiento 2h, velocidad de calentamiento 1,2°C/min<sup>[37]</sup>.

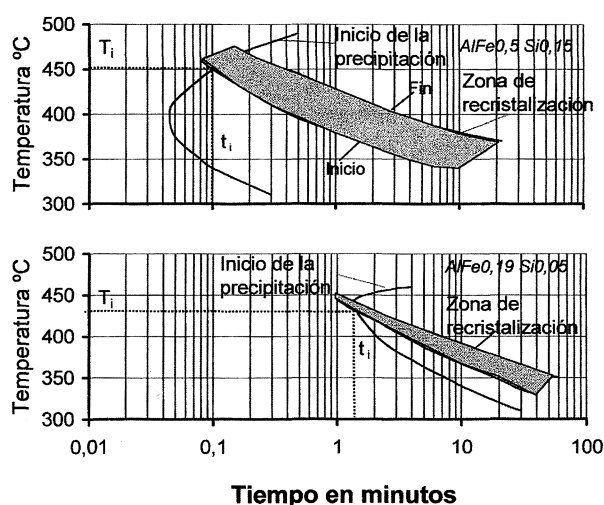
Figure 18. Variation in 0,2% proof stress and elongation for AlMn0,8Zr0,23 and AlMn0,8 with annealing temperature; annealing time 2h; heating rate 1,2°C/min<sup>[37]</sup>.



**Figura 19.** Representación de una curva TTT (Tiempo, Temperatura, Transformación) para la precipitación y la recrystalización<sup>[39]</sup>.

Figure 19. TTT (Time, Temperature, Transformation) diagram for precipitation and recrystalization<sup>[39]</sup>.

Las curvas TTT tienen una aplicación especial para los productos laminados con BCC pues aquí la interacción precipitación/recristalización es más relevante que en las bandas BLC. Pese a su importancia práctica no se ha trabajado mucho en la obtención y aplicación de estas curvas. Se conocen los trabajos de Furrer y Warlimont<sup>[29]</sup> y los de Nes *et al.*<sup>[6 y 40]</sup> y el de Kammer *et al.*<sup>[41]</sup> para aluminio comercialmente puro y aluminio aleado.



**Figura 20.** Curvas TTT para dos aluminios de pureza comercial, laminados en frío un 85 % de reducción a partir de banda BCC<sup>[6]</sup>.

Figure 20. TTT diagrams for comercial purity aluminium (two purities) cold rolled sheets to 85 % reduction from cast strips<sup>[6]</sup>.

### 5.1. Aluminio comercialmente puro

Nes *et al.*<sup>[6]</sup> ofrecen unas curvas TTT para material de colada continua laminado con un 85 % de reducción. Han estudiado un aluminio con 0,50 % Fe y 0,15 % Si y otro de 0,19 % Fe y 0,05 % Si. En los dos diagramas de la figura 20, se ve que menores concentraciones de impurezas provocan un claro retraso en la recristalización. La zona III de la figura 19 viene regida por el contenido en hierro. El punto  $T_i$  está en 450 °C y  $t_i$  en 0,1 min para el aluminio más impuro y de 425 °C y 2 min, respectivamente, para el aluminio más puro.

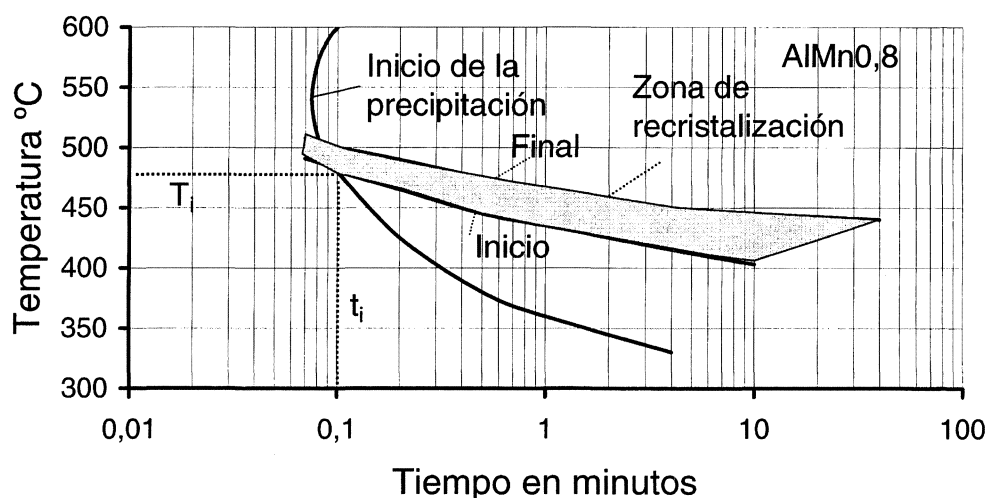
También según Nes la influencia del silicio se manifiesta en una aceleración de la precipitación del hierro. Se forma así una precipitación secundaria más fina y la recristalización se dificulta, todavía más.

### 5.2. Aluminio aleado

En el mismo trabajo<sup>[6]</sup> se ofrece una curva TTT para Al-Mn de colada continua. La figura 21 se refiere a un material BCC laminado en un 85 %.

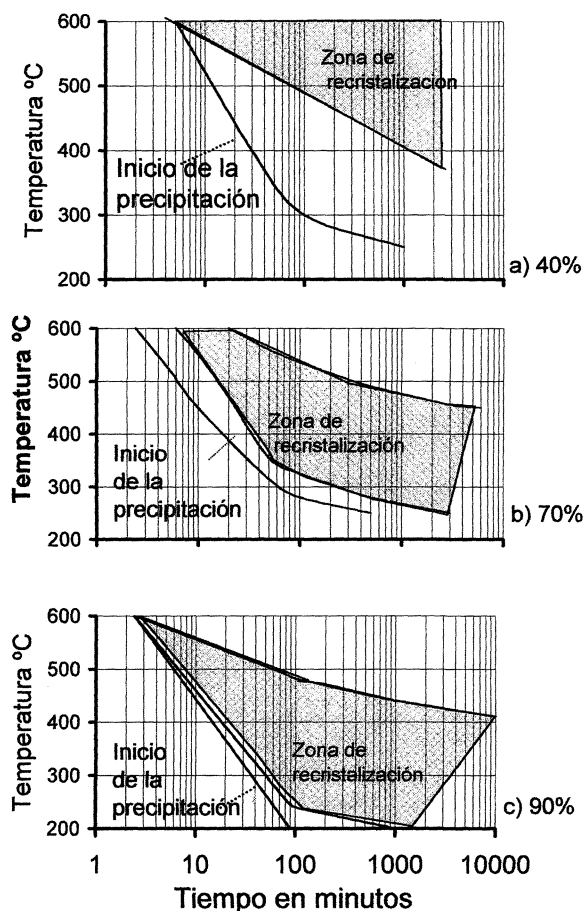
Puede verse que, frente al aluminio comercialmente puro visto en la sección anterior, la  $T_i$  es más alta (480 °C) que la de los dos tipos de pureza y el tiempo  $t_i$  es corto, sólo 0,1 min como el del aluminio más puro.

Kammer *et al.*<sup>[41]</sup> ofrecen curvas TTT para productos laminados en frío de banda BCC en aleación AlMn1Fe1 con diferentes grados de deformación (Fig. 22). Un grado pequeño de reducción



**Figura 21.** Curva TTT para banda laminada en frío a partir de BCC en aleación AlMn 0,8 (laminada con 85 % de reducción)<sup>[6]</sup>.

Figure 21. TTT diagram for cold rolled sheet from AlMn0,8 alloy cast strip. Cold rolling to 85 % reduction<sup>[6]</sup>.



**Figura 22.** Curvas TTT de precipitación y recristalización para banda de AlMn1Fe1 laminadas en frío a partir de BCC con tres porcentajes de reducción<sup>[44]</sup>.

Figure 22. TTT diagrams for precipitation and recrystallization. AlMn1Fe1 cold rolled sheets from cast strips to three reduction percentages<sup>[44]</sup>.

(40 %) origina, como consecuencia de la poca densidad de dislocaciones, un comienzo de la recristalización más retrasado para temperaturas de recocido entre 450 y 550 °C. Con esta aleación, si no hay pretratamiento, la recristalización empieza, siempre, después de que aparezca la precipitación.

Los procesos de ablandamiento tanto del aluminio como de las aleaciones y por tanto las curvas TTT, pueden ser modificados por pretratamientos, como se expone a continuación.

## 6. LOS PRETRATAMIENTOS

Los pretratamientos influyen en gran medida en la estructura de las bandas para laminar. Estos pretratamientos se dan al material de colada, bien sea en el espesor de salida de colada o después de una o más pasadas de laminación. Producen una reducción de la sobresaturación y se favorece con ello una aceleración de la recristalización. Los pretrata-

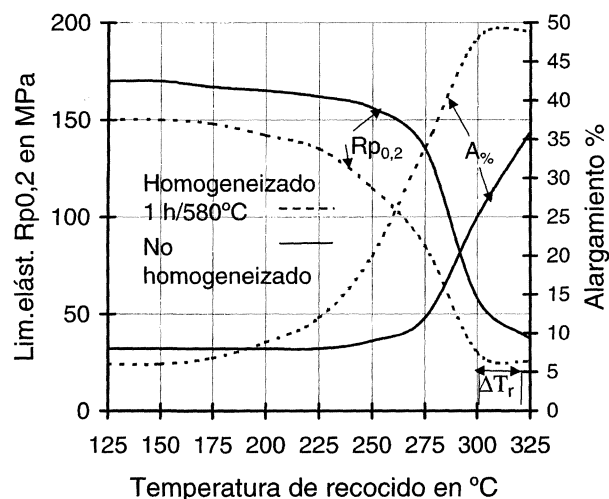
mientos para banda de colada continua han sido objeto de varios trabajos<sup>[41-46]</sup>.

Estos pretratamientos pueden ser concebidos como un homogeneizado, aunque en ciertos casos y para algunas aleaciones deben considerarse más como un heterogeneizado.

### 6.1. Aluminio comercialmente puro

Althoff<sup>[42]</sup> publicó un trabajo sobre el efecto del homogeneizado de la banda BCC en la respuesta al recocido de los productos laminados fabricados con ella. En la figura 23 pueden verse las curvas de ablandamiento para material de colada continua y laminado en frío. Se comparan el diferente comportamiento en el tratamiento final, a diferentes temperaturas (tiempo 4 h), de los productos laminados con banda sin tratamiento de homogeneizado y con un homogeneizado (580 °C, 4h) previa una reducción del 50 % y una laminación posterior con reducción del 80 %. Las principales diferencias son:

- El material no homogeneizado tiene mayor resistencia tanto en estado duro como blando. La causa de esto hay que atribuirlo a la mayor sobresaturación de la matriz de aluminio.



**Figura 23.** Típica curva de ablandamiento para bandas de Al99,5% laminadas en frío a partir BCC con y sin pretratamiento. Pretratamiento de homogeneizado después de laminación con reducción del 50%. Laminación posterior con 80% de reducción en los dos tipos de banda. Tratamiento en el espesor final de 4 h de duración<sup>[42]</sup>.

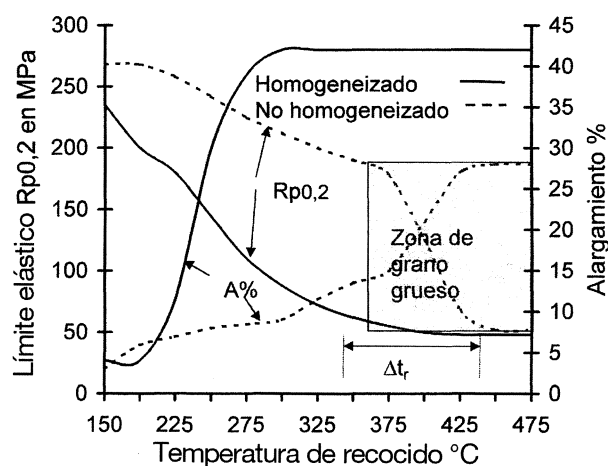
Figure 23. Typical softening behaviour of Al99,5% cold rolled sheets from pretreated and untreated cast strips. Homogenization pretreatment after 50% cold rolling. Further cold rolling of both sheets to 80% reduction to final thickness. Annealing for 4h<sup>[42]</sup>.

- Después del pretratamiento la recristalización no está tan retrasada, pues con la homogeneización se reduce la sobresaturación. Este pretratamiento reduce la temperatura de recristalización ( $T_r$ ) aproximadamente en 20 °C, porque el hierro y el silicio que estaban en solución sobresaturada, al precipitar, favorecen el movimiento de los límites de grano.
- Ello produce grano más fino ya que muchas de las precipitaciones formadas en el pretratamiento actúan como núcleos de recristalización.
- Los materiales homogeneizados presentan mayor alargamiento que los que no llevan este pretratamiento a causa del tamaño de grano más fino que se obtiene en la recristalización de aquellos.

## 6.2. Aleación de AlMn

La figura 24<sup>[42]</sup> compara las curvas ablandamiento de dos bandas de aluminio AlMn de colada continua, ambas laminadas en frío, un 90 % desde el espesor de colada. Una se lamina sin pretratamiento y la otra han sido homogeneizada a espesor de colada (4 h a 540 °C).

Comparando las curvas con las del aluminio comercialmente puro puede verse que la adición de manganeso conduce a un claro desplazamiento



**Figura 24.** Típica curva de ablandamiento para banda de aleación AlMn1 laminada en frío a partir de BCC con pretratamiento y sin él. Homogeneizado a 540 °C en el espesor de colada. Laminación posterior del 90 % de ambos tipos de banda. Tratamiento en el espesor final de 4 h de duración<sup>[42]</sup>.

Figure 24. Typical softening curve of AlMn1 cold rolled sheets from pretreated and untreated cast strip. Homogenization pretreatment at 540 °C in the as cast condition. Further cold rolling both sheets to 90 % reduction to final thickness. Annealing of 4h<sup>[42]</sup>.

de la zona de recristalización a zonas de temperatura más alta.

Se puede ver, también, que la diferencia entre las dos variantes, pretratada y sin pretratar, es mayor que en el aluminio puro.

Las características mecánicas de la banda homogeneizada ( $R_m$  y  $R_{p0,2}$ ) son más bajas y el alargamiento más alto que en la banda sin pretratamiento. La recristalización con la banda pretratada se completa a una temperatura casi 100 °C más baja, que con la banda no homogeneizada.

Esto hay que atribuirlo a la presencia de manganeso en solución sobresaturada, así como las impurezas de hierro y silicio. Con el pretratamiento se produce una reducción de la sobresaturación con la formación de una dispersión de partículas que favorecen la nucleación y adelantan la recristalización a temperaturas más bajas y evitan entrar en la zona sombreada de grano grueso de la figura 24.

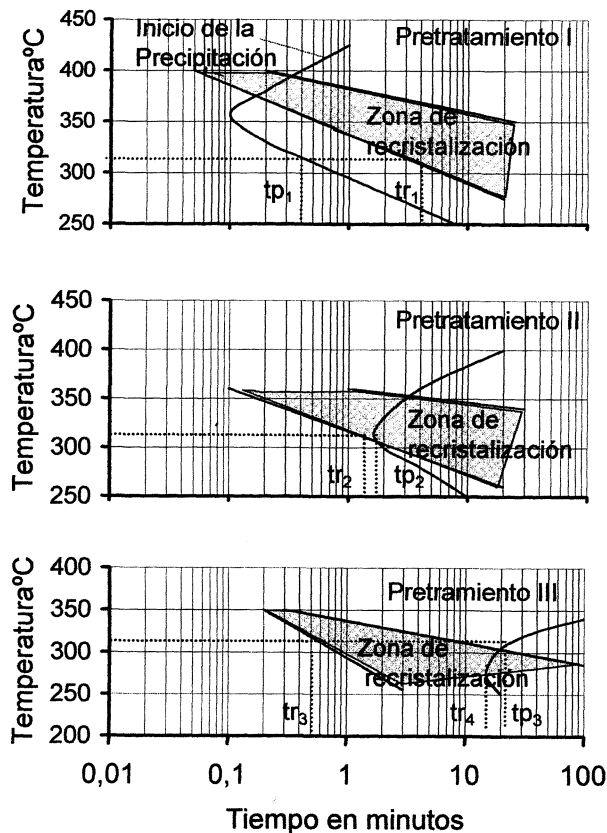
Las curvas TTT de la banda BCC presentarían, con este pretratamiento, una zona II de la figura 19, más amplia. Esto se favorece cuanto más largo es el pretratamiento o más elevada es la temperatura.

Nes<sup>[33]</sup> ha estudiado las curvas TTT de materiales Al-Mn, pero con diversos tratamientos de homogeneizado. Dos de los pretratamientos estudiados, el II y el III se realizan en dos etapas: una considerada de solución y otra de precipitación. Esas curvas pueden verse en la figura 25 y han servido para fijar los diagramas de tamaño de grano que se explican en el siguiente apartado.

## 7. Los diagramas de tamaño de grano

El control del tamaño de grano de las aleaciones aluminio-manganeso tiene gran interés industrial. Nes y sus colaboradores han trabajado mucho en este campo<sup>[34]</sup> y han sugerido la idea de los mapas de recristalización y diagramas de tamaño de grano<sup>[40]</sup>.

Para obtener estos mapas o diagramas se necesita disponer de las curvas CTT (Concentración, Tiempo, Transformación). Estas se pueden obtener a partir de las curvas TTT de la figura 25. Para cualquier punto de las líneas de precipitación y recristalización conocemos la abscisa tiempo y su ordenada resistividad, ya que su medida nos ha servido para trazar las curvas TTT<sup>[33]</sup>. Igualmente si se conoce la resistividad de los diferentes puntos se puede deducir la cantidad de Mn en solución sólida y con ello la segunda ordenada, recurriendo a la



**Figura 25.** Curvas TTT para bandas de aleación AlMn1 laminadas en frío a partir de BCC con tres diferentes pretratamientos en espesor de colada. Laminación posterior con 85% de reducción. Tratamiento final<sup>[40]</sup>.

Pretratamiento I. 16h a 570 °C

Pretratamiento II. 4h a 570 °C + 17h a 520 °C

Pretratamiento III. 6h a 570 °C + 41h a 450 °C

Figure 25. TTT diagrams for AlMn1 cold rolled sheets from cast strips with three different pretreatments. Cold rolling to 85% reduction. Final annealing<sup>[40]</sup>.

Pretreatment I. 16h a 570 °C

Pretreatment II. 4h a 570 °C + 17h a 520 °C

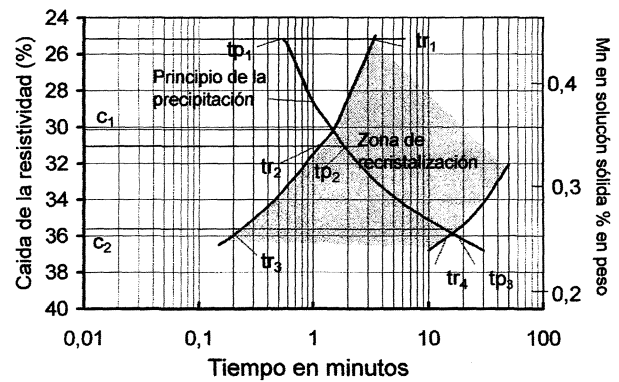
Pretreatment III. 6h a 570 °C + 41h a 450 °C

fórmula que Nes<sup>[25]</sup> atribuye a Altenpohl. Así pues, con la información que nos proporcionan las curvas TTT de la fig. 25, las medidas de resistividad y la cantidad calculada de Mn en solución sólida, se puede construir, para una temperatura dada (p.e. 310 °C), las curvas CTT de la figura 26<sup>[47]</sup>.

$$\rho_{\text{AlMn}} = kC_{\text{Mn}} + \rho_{\text{Al}}$$

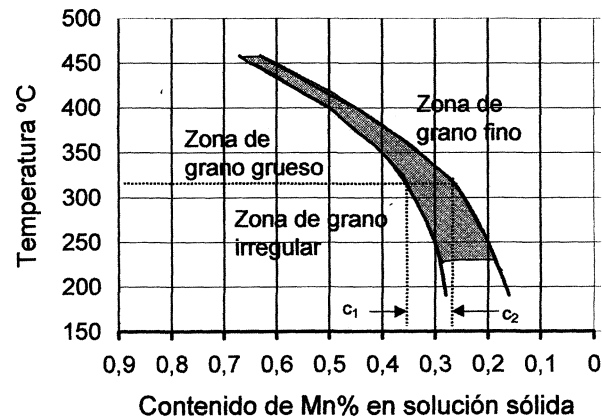
donde  $\rho_{\text{AlMn}}$  y  $\rho_{\text{Al}}$  representan las resistividades del AlMn y del aluminio puro, respectivamente,  $k$  es una constante y  $C_{\text{Mn}}$  es la cantidad de Mn en solución sólida<sup>[24]</sup>.

Así pues, con la información que nos proporcionan las curvas TTT de la figura 25, las medidas de resistividad y la cantidad calculada de Mn en



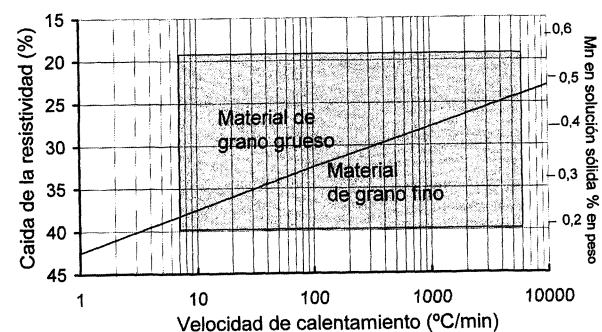
**Figura 26.** Diagrama CTT (concentración, tiempo, transformación) para 310 °C trazado a partir de curvas TTT de la fig. 25<sup>[40]</sup>.

Figure 26. CTT (concentration, time, transformation) diagram at 310 °C on the basis of the TTT diagrams of fig. 25<sup>[40]</sup>.



**Figura 27.** Diagrama de recristalización que ilustra el tamaño de grano resultante de la recristalización a diferentes temperaturas de material conteniendo diversas cantidades de Mn en solución sólida<sup>[40]</sup>.

Figure 27. Recrystallization diagram showing the grain size resulting from recrystallization at different temperatures of material containing various amounts of Mn in solid solution<sup>[40]</sup>.



**Figura 28.** Diagrama que muestra el tamaño de grano obtenido en la recristalización según concentración de Mn en solución sólida y velocidad de calentamiento<sup>[40]</sup>.

Figure 28. Diagram showing the recrystallization grain size which will result from a specific combination of Mn in solid solution and heating rate<sup>[40]</sup>.



solución sólida, se puede construir, para una temperatura dada (p.e. 310 °C), las curvas CTT de la figura 26. Siguiendo el mismo proceso para otras temperaturas se pueden obtener los puntos de concentración homólogos de c1 y c2 y, con ello, trazar el diagrama de la figura 27.

Por otro lado, con las curvas TTT de la figura 25 se puede calcular la velocidad de calentamiento necesaria para llegar a zona de recristalización sin cortar la nariz de la curva de inicio de recristalización. Como se conoce la cantidad de manganeso en solución sólida a través de la caída de la resistividad es posible dibujar la figura 28.

A la vista de este diagrama se puede deducir, por ejemplo, que para obtener una banda de grano fino en una aleación de Al-Mn con un 0,4 % de manganeso en solución sólida, la velocidad de calentamiento tiene que estar por encima de 800 °C/min. Esta velocidad sólo es alcanzable por recocido de banda en continuo o recocido "flash". De acuerdo con esto, la producción de material de grano fino requerirá el uso de esta técnica, si se parte de banda BCC sin pretratamiento.

Como se ha dicho, las aleaciones de aluminio con manganeso son de las que más dificultades presentan en la obtención de grano fino y el estudio que se acaba de describir es un caso extremo.

El aluminio comercialmente puro y muchas aleaciones de aluminio pueden ser procesadas por colada continua para su laminación en frío y sus recocidos de recristalización pueden hacerse por tratamiento en estático en bobina. Incluso la aleación 3003, con el adecuado pretratamiento de la banda, da un tamaño de grano en los recocidos aceptable para muchas aplicaciones.

## 8. CONCLUSIONES

- La banda de colada continua presenta una elevada sobresaturación que dificulta la recristalización.
- La aplicación de tratamientos a la banda, bien a su espesor de salida de colada o después de una o más pasadas de laminación, según aleaciones, ayuda a la consecución de una buena recristalización.
- La utilización de las curvas TTT y los diagramas de tamaño de grano para cada aleación puede ser útil para la determinación precisa de la adecuada temperatura y velocidad de calentamiento en los recocidos de recristalización.

## BIBLIOGRAFIA

- [1] *Aluminium Taschenbuch. Band 1 : Grundlage und Werkstoffe* Aluminium Verlag, Düsseldorf, 1998, p.41.
- [2] D. ALTENPOHL, *Aluminium und Aluminiumlegierungen*, Springer Verlag, Heidelberg, 1965, p.354.
- [3] S. SLEVOLDEN, *Met. Mater.*, February (1972) 94-96.
- [4] A. ODOK y G. THYM, *Aluminium* 50 (1974) 454-456.
- [5] G. THYM, K. BUXMANN y I. GYÖNGYÖS, *Aluminium* 52 (1976) 176-178.
- [6] E. NES y S. SLEVOLDEN, *Aluminium* 55 (1979) 319-324.
- [7] *Aluminium Taschenbuch. Band 1 : Grundlage und Werkstoffe* Aluminium Verlag, Düsseldorf, 1998, p.220.
- [8] *Continuous Casting Seminar Papers*, Kansas City, 1975, The Aluminum Association.
- [9] D.G. ALTENPOHL, *Aluminum: Technology, Applications and Environment*, "TMS", Aluminum Association, 1998, p. 91.
- [10] I. MIKI, H. KOSUGE y K. NAKAHAMA, *J. Japan Inst. Light Met.* (1975) 873-888.
- [11] X. YANG, J.D. HUNT y D.V. EDMONDS, *Aluminium* 69 (1993) 65-71 y 158-162.
- [12] WESTENGEN y NES, *Light Metals (AIME) Conference* 1984, p.1111-1127.
- [13] I. JIN, L.R. MORRIS y J.D. HUNT, *Light Metals (AIME) Conference* 1982, p. 873-888.
- [14] C. KAMMER, M. KRUMNACKER y G. PYSZ, *Metall.* 45 (1991)135-138.
- [15] D. WIESER, W. GRUHL, G. IBE y F. JEGELISCH, *Metall.* 6 (1986) 584-591.
- [16] T. UHLIG, M. KRUMNACKER y G. PYSZ, *Metall.* 12 (1993) p.1096-1099.
- [17] E. NES, *Acta Metall. Mater.* 46 (1995) 2189-2207.
- [18] F.J. HUMPHREYS, *Acta Metall.* (1997) 1323-1344.
- [19] *Aluminum. Properties and Physical Metallurgy*, Ed. John E. Hatch (Ed.) American Society for Metals, Metal Park, Ohio, 1984, pp. 124-125.
- [20] *Recrystallization and related annealing phenomena*, Humphreys and Hatherly, Pergamon, 1996, pp. 261-270.
- [21] R.K. DAVIES, RAND y MARSHALL, *Proc. 16<sup>th</sup> RisØ International Symposium on Materials Science*, 1995, pp. 315-320.
- [22] A. OSCARSSON, H.E. EKSTRÖM y B. HUTCHINSON, *Mater. Sci. Forum*, 113-115 (1993) 177-182.
- [23] F.C. PIMENTA, A.C.F. ARRUDA y A.F. PADILLA, *Z. Metallk.d.* 77 (1986) 522-528.
- [24] *Aluminium Taschenbuch. Band 1 : Grundlage und Werkstoffe* Aluminium Verlag, Düsseldorf, 1998, p. 225.
- [25] E. NES, *Acta Metall.* 24 (1974) 391-398.
- [26] P.R. MOULD y P. COTTERILL, *J. Mater Sci.* 2 (1967) 241-255.
- [27] R.D. DOHERTY y J.W. MARTIN, *J. Inst. Met.* 91 (1962-1963) 332-338.
- [28] R.D. DOHERTY y J.W. MARTIN, *Trans. Am. Soc. Met.* (57) 874.

- [29] P. FURRER y H. WARLIMONT, *Aluminium* 54 (1978) 135-142.
- [30] *Recrystallization and related annealing phenomena*, Humphreys and Hatherly, Pergamon, 1996, p. 257-259.
- [31] E. NES, N. RYUM y O. HUNDERI, *Acta Metall.* 33 (1985) 11-22.
- [32] T. FURU, K. MARTHINSEN y E. NES, *Mater. Sci. Forum* 113-115 (1993) 41-54.
- [33] E. NES y J.D. EMBURY, *Z. Metallk.d.* 66 (1975).589-593.
- [34] B. FORBORD, R. HOLMESTAD, O. DAALAND y E. NES, *Proc. of Rex'96 The Third International Conference on Recrystallisation and related Phenomena*, Monterey, California, EE. UU., 1996 pp. 247-254.
- [35] V. HANSEN, B. ANDERSSON, J.E. TIBALLS y J. GIONNES, *Metall. Mater. Trans.* 26B (1995) 839-849.
- [36] J.H. HERENGUEL. *Metalurgia especial*. Tomo I. 1ª y 2ª partes, ediciones URMO, Bilbao, 1969.
- [37] G.G. SAHA, W. BLUM y P. RAMA-RAO, *Aluminium* 59 (1983) 445-450.
- [38] E. NES y S. SLEVOLDEN, *Aluminium* 55 (1979) 398-400.
- [39] *Recrystallization of Metallic Materials*, Frank Haessner (Ed.) Editorial Dr. Riederer Verlag, 2ª Ed., 1978,
- [40] E. NES, *Aluminium* 52 (1976) 560-563.
- [41] C. KAMMER, M. KRUMNACKER y G. PYSZ, *Neue Hütte* 35 (1990) 418-421.
- [42] J. ALTHOFF, *Aluminium* 56 (1980) 199-202.
- [43] M. KRUMNACKER y G. PYSZ, *Neue Hütte* 26 (1981) 295-299.
- [44] M. KRUMNACKER C. KAMMER y G. PYSZ, *Metall.* 43 (1989) 1162-1166.
- [45] C. KAMMER, Tesis, Fakultät für Werkstoffwissenschaft, 1989.
- [46] T. UHLIG. Tesis, Fakultät für Werkstoffwissenschaft, 1991.
- [47] D. ALTENPOHL, *Aluminium und Aluminiumlegierungen*, Springer Verlag, Heidelberg, 1965, p. 524-531.